第51卷 第12期 2015年12月 第1538-1544页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.12 Dec. 2015 pp.1538-1544

J75抗氢合金中B的作用机制研究*

梁 浩[1] 赵明久[2] 陈胜虎[2] 徐 勇[1] 王永利[2] 戎利建[2]

1) 中国工程物理研究院总体工程研究所, 绵阳 621900

2) 中国科学院金属研究所中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 沈阳 110016

摘 要 采用OM, SEM, TEM, EPMA和二次离子质谱(SIMS)等手段, 研究了B对J75抗氢合金晶界η相析出的抑制作用机制, 采用饱和热充氢、三维原子探针(3DAP)技术和氢渗透实验方法, 研究了B对合金抗氢性能的影响机制. 结果表明, 不含B合金中存在Ti的晶界偏聚, 导致晶界η相在时效过程中析出; 含B合金中, 由于B抑制了Ti的晶界偏聚, 使η相难以形核长大, 从而抑制了晶界η相的析出. B和H原子存在位置竞争关系, B降低合金的氢扩散系数, 阻碍H原子的扩散和迁移, 减少晶界偏聚H原子数量, 抑制氢致裂纹形成.

关键词 J75合金, B, 抗氢性能, η相

中图法分类号 TG139 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)12-1538-07

MECHANISM OF B IN HYDROGEN-RESISTANCE J75 ALLOY

LIANG Hao [1], *ZHAO Mingjiu* [2], *CHEN Shenghu* [2], *XU Yong* [1], *WANG Yongli* [2], *RONG Lijian* [2]

1) Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900

2) Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: ZHAO Mingjiu, associate professor, Tel: (024)23971985, E-mail: mjzhao@imr.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China and China Academy of Engineering Physics (No.U1230118) and National Natural Science Foundation of China (No.51171178)

Manuscript received 2015-05-11, in revised form 2015-06-28

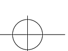
ABSTRACT With the development of hydrogen economy, the demand of structural materials with high strength suitable for service in hydrogen or hydrogen-bearing environments such as storage of hydrogen gas was incremental. An optional structural materials is J75 alloy, which is mainly strengthened by an ordered fcc γ' phase, $Ni_3(Al, Ti)$, coherent with the austenite matrix. Investigation on J75 alloy indicated that the commercial alloy free of B would lose about half its ductility when charged with hydrogen, accompanied by a change of fracture mode from ductile rupture to brittle-appearing intergranular fracture. Otherwise, an improvement in ductility and hydrogen resistant performance was observed in the J75 alloy with trace B, however, its role in the alloy is unclear. So, in present work, mechanism of B in the J75 hydrogen-resistant alloy was investigated by means of OM, SEM, TEM, EPMA, 3DAP, SIMS, hydrogen penetration, thermal hydrogen charging experiments and tensile tests. It was found that a lot of Ti segregated at grain boundaries (GBs) in the alloy free of B, resulted in abundant precipitation of cellular η phases. However, the cellular η phase was not observed in the alloy with B, and it could be attributed to the segregation of B atoms at GBs and inhibited the segregation of Ti. A lower hydrogen diffusion coefficient was observed in the alloy with B than that in the alloy free of B by hydrogen permeation, indicating that diffusion velocity of H atoms in

*国家自然科学基金委员会-中国工程物理研究院NSAF联合基金项目U1230118和国家自然科学基金项目51171178资助

收到初稿日期: 2015-05-11, 收到修改稿日期: 2015-06-28

作者简介: 梁 浩, 男, 1978年生, 高级工程师, 博士

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00255



the alloy had been decreased by the addition of B. Moreover, segregation of B at GBs could not only inhibit the precipitation of η phases but also decrease the number of H atoms there, which would improve the hydrogen-resistant performance of the alloy.

KEY WORDS J75 alloy, B, hydrogen-resistant performance, η phase

J75 是一种沉淀强化 Fe-Ni 基奥氏体合金, 屈服强度可达 700 MPa 以上, 且兼具较好的抗氢损伤性能, 可替代单相奥氏体合金在强度要求较高的临氢环境中使用, 其发展日益受到重视[1]. J75 合金的高强度源于时效过程中析出的 γ'-Ni_3(Ti, Al)相, 该相与基体共格, 尺寸通常为 10~30 nm. 除 γ'相外, J75 合金还易于析出与基体非共格的碳化物($M_{23}C_6$)和 η-Ni_3Ti 相[2~6]. 研究[5]发现, 当碳化物在晶界连续析出时, 会形成较强的氢陷阱, 造成合金氢损伤; 当 η 相在晶界析出时, 会促进裂纹沿晶界的萌生与扩展, 导致形成氢致沿晶断裂[2,7~9], 恶化合金抗氢性能. 为抑制晶界 η 相析出, 可以调整时效温度和时间, 但其具有较大局限, 如为了保证合金析出足够数量的 γ'相, 不能采用低温短时时效处理, 这就难以避免晶界 η 相的析出.

B 是高温合金和一些单相奥氏体合金中常见的微量元素[10,11], 少量 B 的添加可提高合金的高温蠕变和拉伸强度[12~16]. 关于 B 的作用机制, 一般认为是 B 偏聚于晶界, 填充了晶界空位, 从而增加了晶界结合力, 降低了晶界的扩散能力[16,17], 或是在晶界析出 M_2B 型硼化物而强化晶界[10]. 在 J75 合金中添加微量的 B, 既能保证析出足够数量的 γ'相, 又可明显抑制晶界 η 相析出, 提高合金的抗氢性能[8,9], 但对于 B 抑制晶界 η 相析出的机理和对抗氢性能的影响机制, 目前尚不清楚.

本工作以沉淀强化 Fe-Ni 基奥氏体合金 J75 为研究对象, 采用饱和热充氢和拉伸测试等实验手段, 研究 B 对合金抗氢性能的影响. 采用金相显微镜(OM), 扫描电镜(SEM), 透射电镜(TEM), 电子探针(EPMA)和二次离子质谱(SIMS)等分析方法, 研究 B 对晶界 η 相析出的抑制作用机制, 采用氢渗透实验和三维原子探针(3DAP)等技术, 研究了 B 和 H 的交互作用, 确定 B 对抗氢性能的影响机制.

1　实验方法

实验用 Fe-Ni 基奥氏体 J75 合金采用 VIM-25 型真空感应炉熔炼, 其中一炉合金添加 0.002%B (质量分数,编号为 20B), 另一炉合金不添加 B (编号为 0B), 合金的化学成分见表 1. 铸锭经 1180 ℃, 12 h 的均匀化处理后, 于 1130 ℃锻造并轧制成直径为 15 mm 的棒材. 采用的热处理制度为: 980 ℃, 1 h, 水淬+740 ℃, 8 h, 空冷.

将热处理后的试样加工成直径 5 mm, 标距为 25 mm 的标准拉伸试样, 一部分拉伸试样进行热充氢, 条件为: 300 ℃, 10 MPa 的高纯 H_2 (纯度大于 99.9999%)充 240 h. 拉伸实验在 Zwick Z050 拉伸试验机上进行, 应变速率为 1.3×10^{-3} s^{-1}, 实验结果取 3 个试样测试结果的平均值. 合金的抗氢性能采用氢致塑性损减(ψ_L)进行评价, 由下式计算:

$$\psi_L=(\psi-\psi_H)/\psi \quad (1)$$

式中, ψ 和 ψ_H 分别为未充氢和热充氢试样的断面收缩率.

将试样表面机械研磨和抛光后, 在 40 ℃的 10%铬酸溶液(质量分数)中电解腐蚀 2 min, 电流 0.1 A. 将腐蚀后的试样在 GX51 型 OM 上进行微观组织观察, 断口形貌分析在 S-3400N 型 SEM 上进行. 采用 Tecnai G^2 20 型 TEM 进行析出相和选区电子衍射(SAED)分析, 并采用高分辨成像(HRTEM)进行微观区域观察. TEM 试样采用电解双喷法制备, 电解液为 10%高氯酸酒精溶液(体积分数). 采用 EPMA-1610 型 EPMA 对试样中的元素分布进行分析. 在 LEAP 3000HT™ 型 3DAP 上对 B 和 H 原子分布进行分析, 3DAP 样品为采用电解抛光方法制备的针尖状样品[18]. 采用 ION-TOF SIMS5 型 SIMS 进行 B 的晶界偏聚行为分析, SIMS 样品经机械研磨后采用晶粒度为 3 μm 的金刚石悬浮液和 0.05 μm 的 SiO_2 悬浮液进行粗抛和细抛, 最后在 40%H_2SO_4+56%

表 1　不含和含 B 的 Fe-Ni 基奥氏体 J75 合金的化学成分

Table 1　Chemical compositions of Fe-Ni base austenite J75 alloys with and without B

(mass fraction / %)

Alloy	C	Ni	Cr	Si	Mo	Ti	Al	P	S	B	Fe
0B	0.012	29.8	15.08	0.26	1.34	2.31	0.33	0.002	0.003	—	Bal.
20B	0.011	30.1	14.93	0.24	1.33	2.04	0.28	0.002	0.003	0.0019	Bal.

H_3PO_4+4%铬酸溶液(体积分数)中进行25 s的电解抛光.

合金氢扩散系数测试采用高温气相渗透法进行,采用的片状样品直径为15 mm, 厚度为0.2 mm, 测试前样品表面镀Pd. 测试温度范围为335~471 ℃, 所用样品充氢一侧的氢压范围为5.8~18.7 kPa. 采用四极质谱仪检测并记录样品的氢渗透曲线, 并采用滞后时间法计算扩散系数D:

$$D = L^2/(6t_L) \tag{2}$$

式中, D为氢扩散系数, L为样品厚度, t_L为特征时间.

测试不同温度下的D值, 并拟合Arrhenius关系, 得到氢扩散系数前项因子D_0和扩散激活能ΔH_D:

$$D = D_0 \exp(-\Delta H_D/(RT)) \tag{3}$$

式中, R为气体常数, T为热力学温度, 合金的室温氢扩散系数采用外推计算得出.

2 实验结果与讨论

2.1 B对合金微观组织和相析出行为的影响

图1为0B合金的OM像和晶界析出η相的TEM明场像和HRTEM像. 由图1a可见, 0B合金的晶粒平均晶粒尺寸约为50~60 μm, 部分晶界上观察到片层状η相. η相在具有高Ti/Al比的Fe-Ni基合金中常被观察到, 其析出原因归结于高Ti/Al比造成γ'相与基体间的点阵错配度增加, 使其在热力学上不稳定, 从而向η相转变[5~7,19~21]. 但应提到的是, η相通常在长时时效处理后才会析出, 如Brooks和Thompson[7]及Cicco等[21]分别在720 ℃, 450 h和730 ℃, 217 h处理后的A286合金中观察到晶界η相. 在本工作中, 在740 ℃, 8 h时效处理后, 在0B合金中观察到晶界η相. 由图1b所示0B合金晶界η相的TEM明场像可见, 该相呈片层结构并垂直于晶界, HRTEM像证实其与基体非共格(图1c). Li等[4]采用电子背散射衍射(EBSD)技术证实, Fe-Ni基合金中的η相析出是以γ'作为形核点, 并向相邻的非共格晶粒内生长, 这与本工作结果一致. η相富集在晶界, 会使合金塑性降低, 而η相与基体之间的非共格界面形成较强氢陷阱, 造成合金氢损伤[8].

图2为20B合金的OM像和晶界碳化物的TEM明场像和SAED谱. 由图2a可见, 20B合金的晶粒尺寸与0B合金相当, 但与0B合金明显不同的是, 20B合金中未观察到晶界η相. TEM像显示(图2b), 20B合金无晶界η析出, 仅少量细小析出相被观察到. 由SAED谱可以看出, 20B合金晶界析出相为MC型

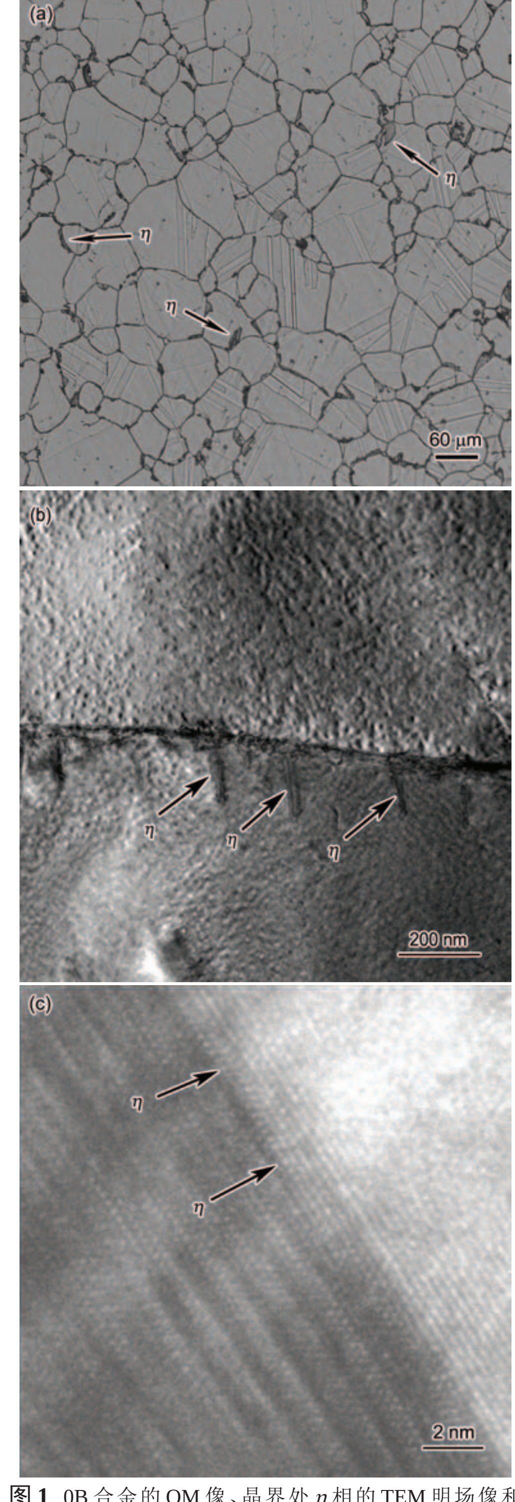


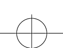
图1 0B合金的OM像、晶界处η相的TEM明场像和HRTEM像

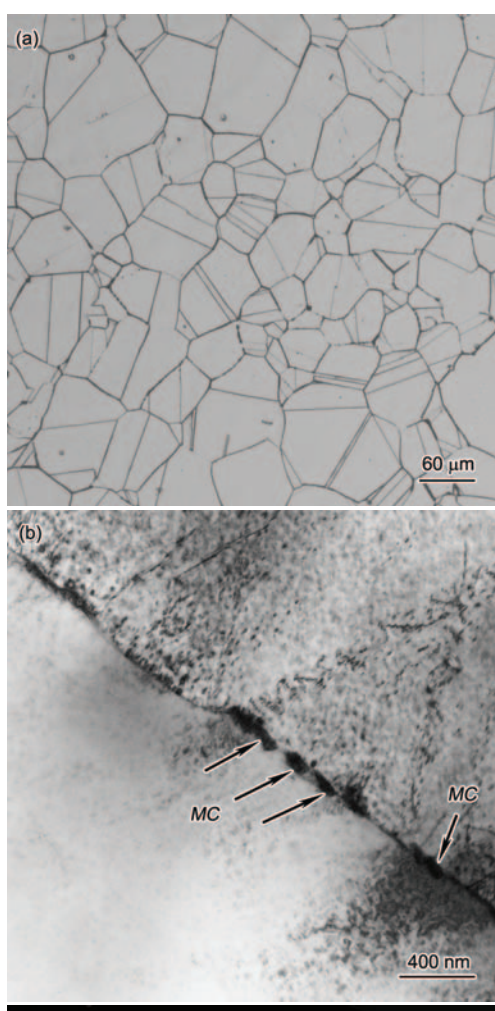
Fig.1 OM image of 0B alloy (a), bright-field TEM (b) and HRTEM (c) images of cellular η phase at grain boundaries (GBs)

碳化物, 与基体并无取向关系(图2c), 该类型的碳化物在Nimonic263合金中也被观察到[22].

2.2 B对合金抗氢性能和拉伸断裂行为的影响

表2是未充氢的0B和20B合金室温拉伸性能.





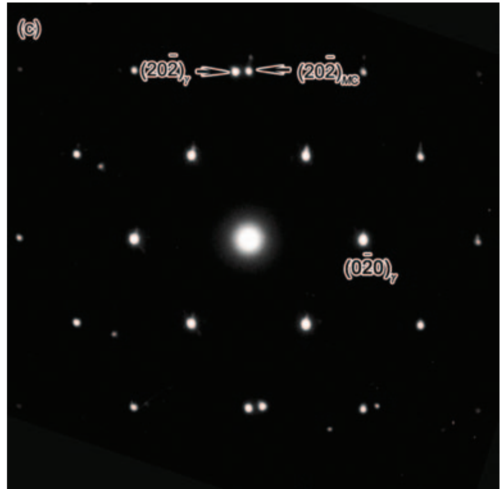


图 2 20B 合金的 OM 像、晶界碳化物的 TEM 明场像和 SAED 谱

Fig.2 OM image of 20B alloy (a), TEM bright-field image (b) and SAED pattern (c) of carbide at GBs

由表可见, B的添加虽然对合金强度无影响, 但对拉伸塑性影响较大. 0B 合金断面收缩率仅为40.0%, 而20B合金的断面收缩率为64.5%, 相比0B合金提高61%. 表3是0B和20B合金充氢后的室温拉伸性能. 与未充氢相比, 充氢后合金的屈服强度均略有

表 2 0B 和 20B 合金的室温拉伸性能

Table 2 Room temperature tensile properties of 0B and 20B alloys

Alloy	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %	ψ / %
0B	1142	742	26.0	40.0
20B	1136	739	28.4	64.5

Note: σ_b—tensile strength, $\sigma_{0.2}$—yield strength, δ—elongation, ψ—area reduction

表 3 0B 和 20B 合金充氢后的室温拉伸性能和氢致塑性损减

Table 3 Room temperature tensile properties and hydrogen-induced ductility loss of 0B and 20B alloys after hydrogen charging

Alloy	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %	ψ_H / %	ψ_L / %
0B	1134	757	20.4	20.6	48.3
20B	1158	785	24.0	41.5	35.7

Note: ψ_H—area reduction after hydrogen charging, ψ_L—hydrogen-induced ductility loss

升高, 而断面收缩率均明显下降, 其中0B合金表现出很高的氢脆敏感性, 氢致塑性损减 ψ_L 达到48.3%. 应注意到的是, 20B 合金的 ψ_L 虽然达到了35.7%, 但其饱和充氢后的断面收缩率仍达到41.5%, 甚至超过了0B合金未充氢试样的断面收缩率.

图3为0B和20B合金充氢前后拉伸断口形貌. 由图可见, 0B合金断口虽为韧性断裂, 但局部已显示沿晶开裂特征(图3a), 而20B合金断口呈现显著的微孔聚集型断裂特征, 断口表面观察到大量韧窝(图3b). 对于未充氢合金来说, 0B合金的塑性明显低于20B合金, 这与晶界上析出的 η 相有关[8]. η 相是一种晶界片层结构析出相, 会显著恶化相邻晶粒协调变形能力, 导致晶界处形成应力集中. 当应力集中到一定程度后, 裂纹萌生并扩展, 造成合金室温拉伸塑性降低.

饱和热充氢合金试样的断口表面形貌观察显示, 0B合金断口呈明显沿晶断裂模式(图3c), 这与 η/γ 相界面作为强的氢陷阱能够捕获大量H原子、促进合金发生氢致沿晶开裂有关[2,3]. 与0B合金不同, 20B合金断口韧窝尺寸虽较未充氢试样明显变小, 但仍呈微孔聚集型断裂特征(图3d).

2.3 B对晶界 η 相析出抑制作用机制

一般认为, η 相在晶界处的 γ' 相处形核, 并以Ti原子长程扩散控制的台阶方式长大[3], 会消耗合金中的 γ' 相, 在 η 相周围形成贫 γ' 相区[23]. 图4为0B合金中析出 η 和 γ' 相的SEM像. 由图可见, 在0B合金

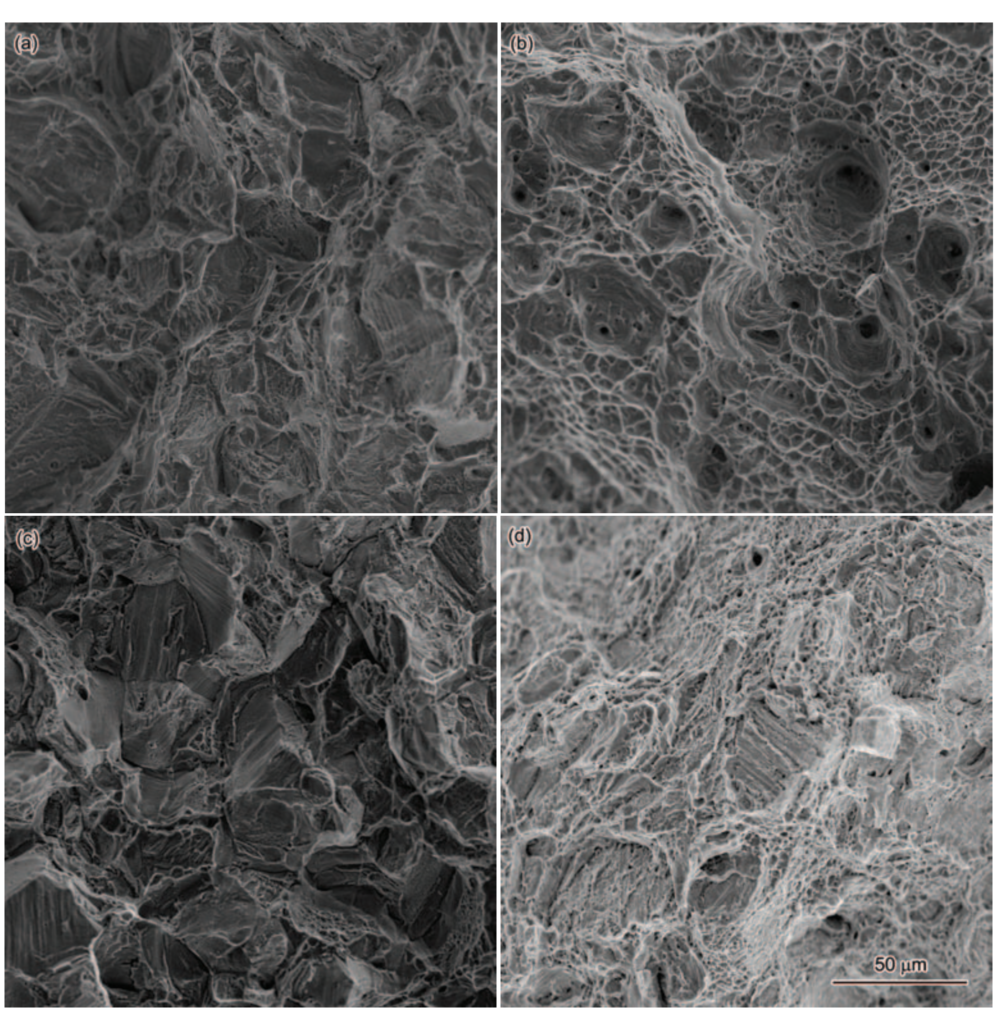


图3 0B和20B合金充氢前后的拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of 0B (a, c) and 20B (b, d) alloys before (a, b) and after (c, d) hydrogen charging

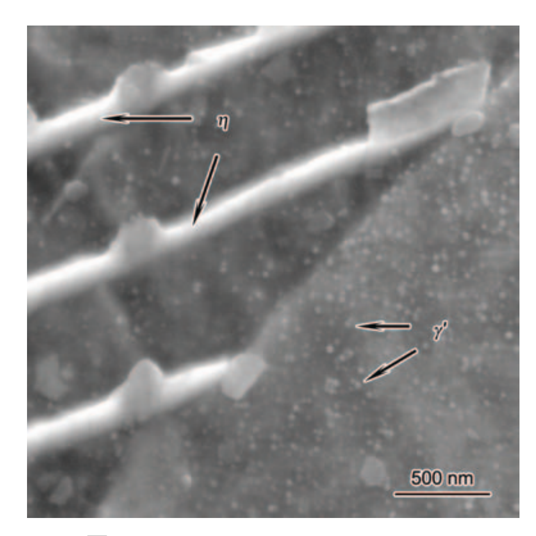
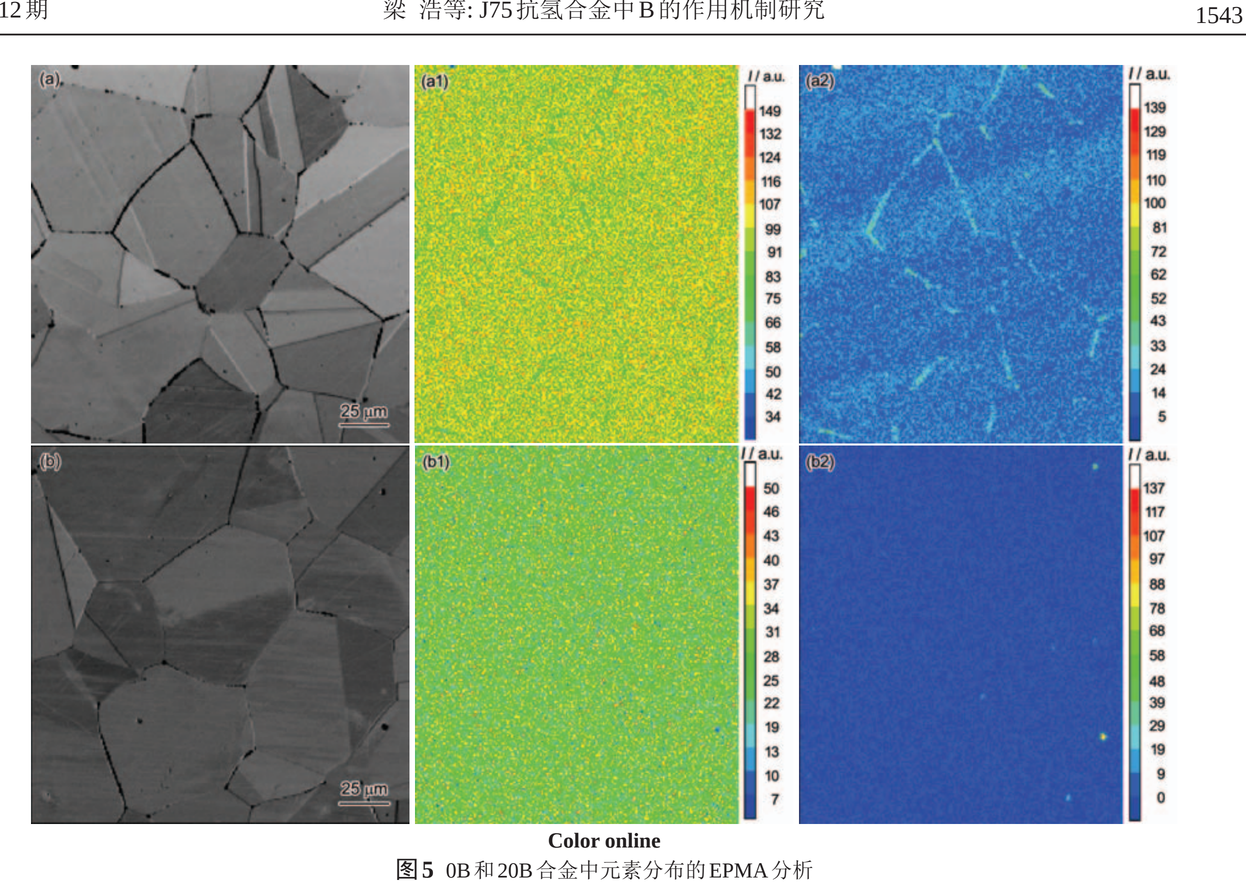


图4 0B合金中析出相 η 和 γ' 相的SEM像

Fig.4 SEM image of η phases and γ' precipitates in 0B alloy

晶界处的 η 相析出区域, γ' 相数量明显减少, 形成贫 γ' 相区, 即与 η 相的这种形核和长大机制有关.

图5是0B和20B合金中Fe和Ti元素分布的EPMA分析. 由图5a~a2可见, 0B合金的部分晶界上贫Fe而富Ti, 也就是说, 0B合金中存在Ti的晶界偏聚. 由于Ti是 η 相形成元素, 大量晶界区偏聚的Ti原子显然为 η 相的形核与长大提供了充足原料供应, 导致其仅在短时时效过程(740 ℃, 8 h)中就在晶界析出(图1). 与0B合金不同, 20B合金中未见明显Ti的晶界偏聚(图5b~b2), 这与B在晶界优先偏聚而抑制Ti向晶界偏聚有关. 在Fe-Ni基合金中, B和Ti都是易在晶界偏聚元素[24], 而B的晶界偏聚能力更强. B在合金淬火过程中会发生非平衡偏聚, 其过程为: 高温淬火后, 合金中形成大量过饱和空位, 并基于空位-溶质相互作用而形成空位/B复合体[25]; 随后的保温过程中, 由于晶界是良好的空位阱, 这些空位会拖曳B原子向晶界移动, 使B原子留在晶界及晶界附近区域, 形成B的晶界偏聚. 图6是20B合金中B元素分布的SIMS像. 由图可见, 20B合金中发生了显著的B的晶界偏聚. 晶界偏聚的B增加了晶界结合力, 使Ti原子沿晶界的扩散激活能增加, 防



Color online

图5　0B和20B合金中元素分布的EPMA分析

Fig.5 Microstructures (a, b) and EPMA analysis of Fe (a1, b1) and Ti (a2, b2) in 0B (a~a2) and 20B (b~b2) alloys (*I*—intensity)

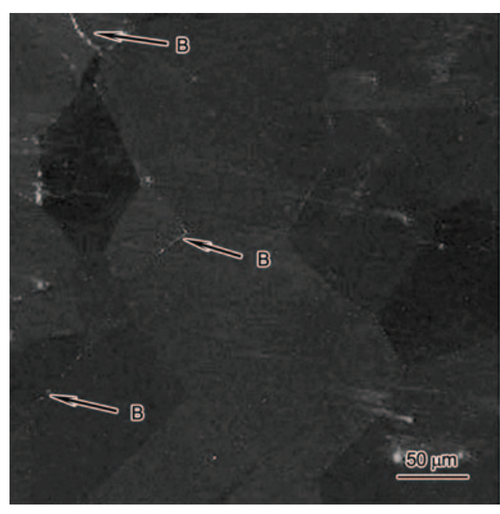


图6　20B合金中B原子分布的SIMS像

Fig.6 SIMS image of B distribution in 20B alloy



图7　20B合金充氢后H和B原子分布的3DAP像

Fig.7 3DAP images of H (a) and B (b) atom distributions after hydrogen charging in 20B alloy (The box size is 8.6 nm×9.4 nm×237 nm)

止了Ti的晶界偏聚(图5b2), 使时效过程中 η 相难以形核, 抑制了其在晶界析出(图2).

2.4 B对合金抗氢性能的影响机制

图7是20B合金充氢后H和B原子的三维空间分布图. 由图可见, B原子分布较密集的位置(右侧), H原子含量相对较低, 而B原子分布较稀疏的位置(左侧), H原子含量相对较高, 显示合金中的B和H原子存在位置竞争关系. Fe-Ni基合金中, η 相和碳化物等析出相与基体之间的非共格界面是强的氢陷阱, 可捕获H, 造成氢损伤[5,26]. 因此, 当合金中不含B时, 作为强氢陷阱的 η/γ 和碳化物/γ 界面会捕获大量H, 造成氢损伤. 当合金中添加B后, 一方面会抑制晶界 η 相析出, 减少合金中强氢陷阱数量, 降低氢损伤; 另一方面, 由于B和H原子的位置竞争关系, B在非共格界面的优先占位会将对H原子排斥在外, 降低氢损伤(表3). Wu等[27]关于镍基高温合金体系的第一原理计算也表明, B比H更易于与其紧邻的原子结合, 优先在 Ni_3Al/Ni 界面占位, 而将H排斥在该界面之外.

由于B和H原子半径相近, 在合金中都是作为间隙原子存在, 因此, 当B在合金中某些间隙位置优先占位后, 会阻碍H在合金中的扩散和迁移, 减少拉伸变形过程中扩散至晶界的H原子数量, 使合金

的氢致塑性损减降低(表3). 当合金中添加B后, 氢扩散系数由0B合金的6.8×10^{-16} m²/s下降至20B合金的4.2×10^{-16} m²/s, 显示B降低了H在合金中的扩散能力. 万晓景等[28]在进行Ni_3Al的氢脆行为研究时也发现, B使氢扩散系数降低了1个数量级. 此外, 当B在晶界上偏聚时(图6), 会占据晶界上部分陷阱, 减少晶界偏聚的H原子数量, 抑制H致裂纹的形成, 提高合金的抗氢性能.

3 结论

(1) 在J75合金中添加微量B即可抑制晶界η相析出, 显著提高合金的室温拉伸塑性和抗氢性能.

(2) 不含B合金中, 由于Ti的晶界偏聚, 导致大量晶界η相析出; 含B合金中, 由于B抑制了Ti的晶界偏聚, 占据了η相形核位置, 同时阻碍Ti向晶界扩散, 使晶界η相难以析出.

(3) B影响合金抗氢性能的机制在于: 一方面, B抑制了晶界η相析出, 降低了强氢陷阱数量, 减少了裂纹源; 另一方面, B和H原子存在位置竞争, B降低了合金的氢扩散系数, 使H的扩散和迁移能力下降, 减少了晶界偏聚H原子数量(晶界偏聚B亦有排斥H的作用), 从而抑制H致裂纹形成, 提高了合金抗氢性能.

参考文献

[1] Li X Y, Li Y Y. *Hydrogen Damage of Austenitic Alloy*. Beijing: Science Press, 2003: 1
(李秀艳, 李依依. 奥氏体合金的氢损伤. 北京: 科学出版社, 2003: 1)

[2] Zhang J, Li X Y, Zhao M J, Rong L J. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1095
(张 建, 李秀艳, 赵明久, 戎利建. 金属学报, 2008; 44: 1095)

[3] Li X Y, Rong L J, Li Y Y. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 1155
(李秀艳, 戎利建, 李依依. 金属学报, 2005; 41: 1155)

[4] Li X Y, Zhang J, Rong L J, Li Y Y. *Mater Sci Eng*, 2008; A488: 547

[5] Zhang J, Li X Y, Rong L J, Zheng Y N, Zhu S Y. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 469
(张 建, 李秀艳, 戎利建, 郑永男, 朱升云. 金属学报, 2006; 42: 469)

[6] Chen S H, Zhao M J, Rong L J. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1335
(陈胜虎, 赵明久, 戎利建. 金属学报, 2012; 48: 1335)

[7] Brooks J A, Thompson A W. *Metall Trans*, 1993; 24A: 1983

[8] Zhao M J, Rong L J. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 119
(赵明久, 戎利建. 金属学报, 2009; 45: 119)

[9] Zhao M J, Guo Z F, Liang H, Rong L J. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 5844

[10] Yao X X. *Mater Sci Eng*, 1999; A271: 353

[11] Sourmail T, Okuda T, Taylor J E. *Scr Mater*, 2004; 50: 1271

[12] Fujwara M, Uchida H, Ohta S. *J Mater Sci Lett*, 1994; 13: 557

[13] Kennedy R L, Cao W D, Thomas W M. *Adv Mater Process*, 1996; 149: 33

[14] Sellamuthu R, Giamei A F. *Metall Trans*, 1986; 17A: 419

[15] Wills V A, Mccartney D G. *Mater Sci Eng*, 1991; A145: 223

[16] Franzoni U, Marchetti F, Sturless S. *Scr Metall*, 1985; 19: 511

[17] Shulga A V. *J Alloys Compd*, 2007; 486: 155

[18] Liu W Q, Liu Q D, Li C, Fang S F, Zhou B X. *J Jiangsu Univ (Nat Sci Ed)*, 2008; 29: 131
(刘文庆, 刘庆冬, 李 聪, 方淑芳, 周邦新. 江苏大学学报(自然科学版), 2008; 29: 131)

[19] Guo J T. *Material Science and Engineering for Superalloys*. Beijing: Science Press, 2008: 123
(郭建亭. 高温合金材料学. 北京: 科学出版社, 2008: 123)

[20] Ducki K J, Hetmanczyk M, Kuc D. *Mater Chem Phys*, 2003; 81: 490

[21] Cicco H D, Luppo M I, Gribaudo L M, Garcia J O. *Mater Charact*, 2004; 52: 85

[22] Zhao J C, Ravikumar V. *Metall Mater Trans*, 2001; 32A: 1271

[23] Zhao S Q, Xie X S, Smith G D, Patel S J. *Mater Sci Eng*, 2003; A355: 96

[24] Wu P, He X L. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 1009
(吴 平, 贺信莱. 金属学报, 1999; 35: 1009)

[25] Aust K, Hanneman R, Niessen P, Westbrook J. *Acta Metall*, 1968; 16: 291

[26] Li X Y, Zhang J, Rong L J, Li Y Y. *J Mater Sci Eng*, 2005; 23: 483
(李秀艳, 张 建, 戎利建, 李依依. 材料科学与工程学报, 2005; 23: 483)

[27] Wu Y X, Li X Y, Wang Y M. *Acta Mater*, 2007; 55: 4845

[28] Wan X J, Chen Y X, Cheng X Y. *Prog Nat Sci*, 2001; 11: 458
(万晓景, 陈业新, 程晓英. 自然科学进展, 2001; 11: 458)

(责任编辑:罗艳芬)

